

JP2000313919A

Publication Title:

MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH STEEL PRODUCT FOR OIL WELL USE, EXCELLENT IN SULFIDE CRACKING RESISTANCE

Abstract:

Abstract of JP 2000313919

(A) PROBLEM TO BE SOLVED: To manufacture the steel product with high energy efficiency by subjecting a steel stock which has a specific composition containing C, Si, Mn, P, S, Mo, Al, Ti, Nb, N, and B and in which yield strength and Mo content satisfy a specific relation to hot working, hardening treatment, and tempering under respectively specified conditions. SOLUTION: The steel stock contains, by weight, 0.10-0.25% C, $\leq 0.5\%$ Si, $\leq 0.5\%$ Mn, $\leq 0.015\%$ P, $\leq 0.005\%$ S, 0.8-2.5% Mo, 0.005-0.1% Al, Ti in an amount in the range between 0.005 and 0.1%; and 3.4 times the content of N or more, 0.01-0.1% Nb, $\leq 0.01\%$ N, and 0.0005-0.0050% B, and further, a relation of $Mo - 0.15YS \geq -18.8$ (where YS is yield strength shown by ksi). The steel stock is heated to $\geq 1,150$ deg.C and hot worked. Finish working is completed at a temperature not lower than (Ar3 point +50 deg.C).; Quenching is done without delay to perform hardening, and a metallic structure in which as-hardened hardness in the position at the longest distance from the cooling surface becomes $\geq 95\%$ of surface hardness is formed, followed by tempering at 660 to 720 deg.C.

Courtesy of <http://v3.espacenet.com>

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-313919

(P2000-313919A)

(43) 公開日 平成12年11月14日 (2000. 11. 14)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 1 D 8/10		C 2 1 D 8/10	A 4 K 0 3 2
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	D
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 F
38/14		38/14	
38/32		38/32	
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 10 頁)			

(21) 出願番号 特願平11-123067

(22) 出願日 平成11年4月28日 (1999. 4. 28)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 坂本 俊治

北九州市戸畑区飛幡町 1 - 1 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 朝日 均

富津市新富 20 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外 1 名)

最終頁に続く

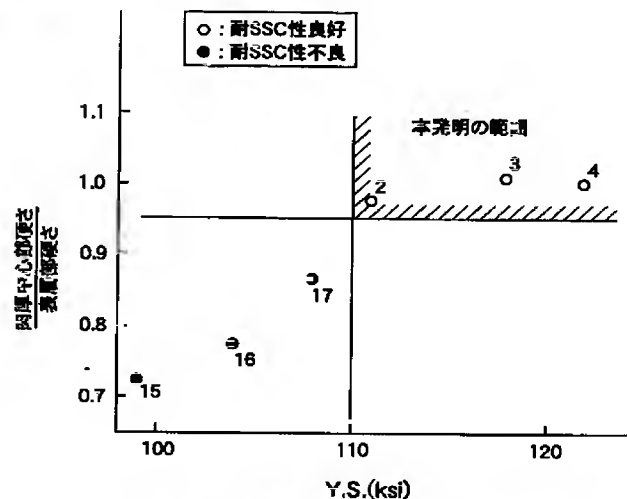
(54) 【発明の名称】 耐硫化物割れ性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法

(57) 【要約】

【課題】降伏強度110ksi以上の高強度で、十分な耐SSC性を発揮し得る鋼材をエネルギー効率に優れた直接焼入法を活用して最適製造方法を得る。

【解決手段】wt%で、C:0.10-0.25%, Si \leq 0.5%, Mn \leq 0.5%, P \leq 0.015%, S \leq 0.0050%, Mo:0.8-2.5%, Al:0.005-0.1%, Ti:0.005-0.1%で Nの 3.4倍以上, Nb:0.01-0.1%, N \leq 0.01%, B:0.0005-0.005%, 更に必要に応じCr, W, V, Zr, Ca, Mg, RE M 中の1種以上含有し, ksiで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記(1)式を満足する素材を1150℃以上に加熱した後熱間加工し, Ar₃点+50℃以上で仕上加工した後, 直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理し, 続いて660-720℃で焼戻す方法。

$$\alpha = \text{Mo} - 0.15\text{YS} \geq -18.1 \cdots (1)$$



図中プロット横数字は実施例表2におけるNo.を意味する

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.10~0.25%、

Si ≤ 0.5%、

Mn ≤ 0.5%、

P ≤ 0.015%、

S ≤ 0.0050%、

Mo : 0.8~2.5%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%でNの3.4倍以上、

Nb : 0.01~0.1%、

N ≤ 0.01%、

B : 0.0005~0.0050%を含有し、かつk
s iで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記

(1)式を満足する鋼を素材として、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間加工を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660~720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法。

 $\alpha = Mo - 0.15YS \geq -18.1 \dots \dots (1)$

【請求項2】 重量%で、

C : 0.10~0.25%、

Si ≤ 0.5%、

Mn ≤ 0.5%、

P ≤ 0.015%、

S ≤ 0.0050%、

Mo : 0.8~2.5%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%でNの3.4倍以上、

Nb : 0.01~0.1%、

N ≤ 0.01%、

B : 0.0005~0.0050%を含有し、かつk
s iで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記

(1)式を満足し、更に、

Cr ≤ 0.8%、

W ≤ 0.5%、

V : 0.01~0.1%、

Zr : 0.001~0.010%、

Ca : 0.001~0.01%、

Mg : 0.001~0.01%、

REM : 0.001~0.01%のうち1種または2種以上を含有する鋼を素材として、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間加工を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660

~720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法。

 $\alpha = Mo - 0.15YS \geq -18.1 \dots \dots (1)$

【請求項3】 重量%で、

C : 0.10~0.25%、

Si ≤ 0.5%、

Mn ≤ 0.5%、

P ≤ 0.015%、

S ≤ 0.0050%、

Mo : 0.8~2.5%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%でNの3.4倍以上、

Nb : 0.01~0.1%、

N ≤ 0.01%、

B : 0.0005~0.0050%を含有し、かつk
s iで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記

(1)式を満足する鋼を素材とし、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延を行って中空素管とし、再加熱工程直前の素管温度を900℃以下まで低下させた後、900~1050℃に再加熱を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660~720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法。

 $\alpha = Mo - 0.15YS \geq -18.1 \dots \dots (1)$

【請求項4】 重量%で、

C : 0.10~0.25%、

Si ≤ 0.5%、

Mn ≤ 0.5%、

P ≤ 0.015%、

S ≤ 0.0050%、

Mo : 0.8~2.5%、

Al : 0.005~0.1%、

Ti : 0.005~0.1%でNの3.4倍以上、

Nb : 0.01~0.1%、

N ≤ 0.01%、

B : 0.0005~0.0050%を含有し、かつk
s iで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記

(1)式を満足し、更に、

Cr ≤ 0.8%、

W ≤ 0.5%、

V : 0.01~0.1%、

Zr : 0.001~0.010%、

Ca : 0.001~0.01%、

Mg : 0.001~0.01%、

REM : 0.001~0.01%を含有する鋼を素材とし、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間穿孔連

続圧延を行って中空素管とし、再加熱工程直前の素管温度を900℃以下まで降下させた後、900～1050℃に再加熱を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660～720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法。

$$\alpha = M o - 0.15 Y S \geq -18.1 \cdots \cdots (1)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、油ガス井において使用されるケーシング、チュービングやドリルパイプといった鋼管類を含めた硫化物環境に曝されて使用される鋼材において、特に高強度かつ硫化物割れ(Sulfide Stress Cracking,以後SSCと略す)に対する抵抗性に優れた鋼材に関する。

【0002】

【従来の技術】硫化水素を含有する油ガス井において使用する鋼材にはSSC抵抗性が必要とされる。SSCの本質は水素脆化であり、鋼材の強度が高まるほど起き易くなる。これを防止しながら高強度化するには、合金元素バランスと金属組織を最適化することが不可欠であり、例えば特公平6-104849号公報に見られるような技術が開示され、降伏強度として120ksi程度までの高強度材が得られてきている。しかしながら、このような技術を実際に活用するに当たっては、熱間加工を施した後に、再加熱を行って焼入焼戻処理を施すことが必須であるが、かかる再加熱熱処理は熱効率が悪く、省エネルギー化の技術動向に反する。

【0003】この観点から熱処理を簡略化する技術も研究されてきており、例えば特開平5-271772号公報では、鋼成分やプロセス条件を最適化した上で仕上げ圧延後、直接焼入を行う技術が開示されている。しかしながら、直接焼入法をとると、結晶粒が粗くなるため耐SSC性は低下するという問題がある。このため、降伏強度が110ksiを超えるような高強度鋼材を直接焼入法によって製造するのは困難であった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこのような事情から、降伏強度110ksi以上の高強度を有し、かつ十分な耐SSC性を発揮し得る鋼材をエネルギー効率に優れた直接焼入法を活用して製造するための最適方法を得ることを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者は、前記課題の解決に向けて研究を重ねた。その結果、本発明を構成する上で必要かつ十分な知見を得るに至った。その内容を以下に述べる。高強度鋼材のSSCは粒界から生じる。

このような破壊を抑制するには、先ず金属組織として均一なものでなければならない。110ksi以上の高強度と高度な耐SSC性を得ようとすれば、金属組織としては焼戻マルテンサイトを活用する以外にないが、この組織は可及的に均一であることが必要である。もし、金属組織に異なる特性を有する異相が含まれれば、この境界或いは異相自体が破壊起点となり、十分な耐SSC性が得られなくなる。この組織の均一性は焼入の状態ではほぼ決定される。すなわち、異相が出現するかどうかは、鋼材全体において十分かつ均一な焼入マルテンサイト組織が得られるかどうかによって依存する。完全マルテンサイト組織が望ましいことは言うまでもないが、厚肉材の場合や、後述の焼入性に寄与できる元素の含有量制限などを考慮して、本発明が目的とする110ksi以上の高強度レベルにおいて必須となる条件を検討した結果を図1に示す。

【0006】図1は、25mm肉厚の継目無鋼管を、熱間圧延終了後のオーステナイト域温度から管内外面全体を水冷する直接焼入処理を行い、鋼材焼入端から最も離れた位置となる肉厚中心部と焼入端部直下となる管内外面直下の硬さを測定し、両測定結果の比を以て焼入性を評価すると共に、肉厚中心部から採取した試験片を用いて耐SSC性を評価したものである。図1より、肉厚中心部の硬さが表面直下部の硬さとの比で95%以上であれば、110ksiを超える高強度であっても十分な耐SSC性が得られるとの知見を得た。

【0007】異相を含まない均一金属組織を前提として、SSC特性を支配する強度と合金元素含有量の関係を検討した結果、図2が得られた。すなわち、SSC特性に影響を与えるMn、Pの含有量を工業的に達成可能な低レベルに制御した上で、Moの含有量と焼戻後の鋼材の降伏強度YSを指標としてプロットすると、極めて良く整理できる。すなわち、直接焼入を施した $YS \geq 110ksi$ の高強度鋼材において十分な耐SSC性を確保するには、Mo含有量は0.8%以上が必要であり、なおかつ、降伏強度YSとの関係において記述される、 $\alpha = Mo (wt\%) - 0.15 YS (ksi)$ が-18.1以上とする必要があることを知見した。

【0008】しかしながら、前述の均一組織を得た上、なおかつ前述の有効元素Moの恩恵を受けた上でも、目標を達成できない場合があった。その原因を解析した結果、図3に示すように、Cr含有量の多寡が、本発明の目的とする高強度材において大きな影響を与えることを知見した。すなわち、焼入時の組織を均一とし、P、MnといったSSC特性劣化元素を十分に低レベルかつ一定とし、なおかつ有益なMo含有量をも一定とした上で、YSとCr含有量の関係を調べると、図3に示すように、Cr含有量として0.8%程度を境として、耐SSC性が大きく変化することが分かった。

【0009】従来、Crは焼入性確保のために必要な元

素として積極利用されてきたが、直接焼入法をとる限り、粒度が粗い分だけ再加熱焼入法より焼入性が改善されるため、再加熱焼入法の場合のように焼入性の点から積極的に活用する必要性はない。むしろCrは、炭化物析出元素として粒界強度を弱める結果、SSCに対して有害に作用するものと解釈され、その含有量を制限すべきである。

【0010】さらに、直接焼入法をとると、再加熱焼入法に比べてオーステナイト粒が粗くなり、焼入性は向上するもののSSC感受性は高まる。このため、この粗粒化現象を極力抑制する配慮が必要となる。このために

C : 0.10~0.25%、
Mn ≤ 0.5%、
S ≤ 0.0050%、
Al : 0.005~0.1%、
Ti : 0.005~0.1%でNの3.4倍以上、
Nb : 0.01~0.1%、
B : 0.0005~0.0050%、
Si ≤ 0.5%、
P ≤ 0.015%、
Mo : 0.8~2.5%、
N ≤ 0.01%、

更に、必要に応じて

Cr ≤ 0.8%、
V : 0.01~0.1%
Ca : 0.001~0.01%、
REM : 0.001~0.01%のうち1種または2種以上
W ≤ 0.5%、
Zr : 0.001~0.010%、
Mg : 0.001~0.01%、

を含有し、かつksiで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記(1)式を満足する鋼を素材として、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間加工を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660~720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法。

$\alpha = Mo - 0.15YS \geq -18.1 \dots (1)$

(2) 上記(1)に記載の成分を含有し、かつksiで表される降伏強度YSとMo量の関係が下記(1)式を満足する鋼を素材とし、該素材を1150℃以上に加熱した後、熱間穿孔連続圧延を行って中空素管とし、再加熱工程直前の素管温度を900℃以下まで降下させた後、900~1050℃に再加熱を施し、Ar₃点+50℃以上の温度で仕上げ加工を完了した後、直ちにAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を行って、冷却表面から最も離れた鋼材位置における焼入ままの硬さが冷却表面の硬さの95%以上となる金属組織とし、続いて660~720℃の温度で焼き戻すことを特徴とする耐硫化物割れ特性に優れた高強度油井用鋼材の製造方法である。

$\alpha = Mo - 0.15YS \geq -18.1 \dots (1)$

【0012】

【発明の実施の形態】以下に本発明を詳細に説明する。

は、Nb炭化物のピーニング効果を活用するのが最も有効な手段であるが、NbはCrと同様、炭化物形成能の強い元素であり、過剰に含有させると粗大炭化物を形成して粒界強度を弱めてしまう有害性をも併せ持つことを知見した。したがって、粗粒化抑制効果を炭化物粗大化という有害性で相殺しない範囲の含有量に留めてNbを含有させ、この効果を極大化するために必要なプロセス条件を解明した。

【0011】本発明は、以上の知見に基づいて構成したものであり、その要旨は以下の通りである。すなわち

(1) 重量%で、
Si ≤ 0.5%、
P ≤ 0.015%、
Mo : 0.8~2.5%、

まず本発明の合金成分限定理由を述べる。成分の含有量は重量%である。C : Cは目的の高強度と耐硫化物割れ性を同時に確保するために必須の元素である。これら強度と耐硫化物割れ性は焼入性に依存しており、0.10%未満の含有量では不完全焼入となるため強度は低下し、仮に焼戻条件を調節して所要強度を得たとしても十分な耐硫化物割れ性が得られない。一方、0.25%を超えて含有させても耐硫化物割れ性は飽和すると共に焼き割れの問題が生じる。このため、適正範囲を0.10~0.25%とした。

【0013】Si : Siは製鋼工程における脱酸剤が残存したものであるが、0.5%を超えて含有されると鋼が脆化し耐硫化物割れ性も劣化するため上限を0.5%とした。

【0014】Mn : Mnは耐硫化物割れ性に有害な元素であり添加すべきでないが、焼入性を向上させる作用も有しており、焼入性を向上させるCやMoの含有量が少なく焼入能が不十分な場合には、0.5%を上限として含有させても良い。しかしながら、0.5%を超えて含有させると、完全焼入されても満足すべき耐硫化物割れ性は得られないので、0.5%を上限とした。

【0015】P : Pは粒界に偏析して耐硫化物割れ性を劣化させる不純物元素であり、可及的低レベルに抑制すべきである。コストも加味した現状精錬技術で安定的に工業生産可能な許容レベルとして、0.015%を上限とした。

【0016】S : Sも粒界に偏析して耐硫化物割れ性を

劣化させる不純物元素である。本発明では、Sを固定するMnを含有させないのが基本であるため可及的低レベルに抑制すべきであるが、0.0050%以下の範囲では著しい耐SSC性の劣化は見られないことから、0.0050%を含有量の上限とした。

【0017】Mo：Moは本発明における必須元素の1つで、耐SSC性に有害なPの粒界偏析を抑制する元素であると共に、焼戻軟化抵抗を高めるので高強度を得るには格好の元素である。図2で示すように、直接焼入法を前提としてYS \geq 110ksiの高強度領域で十分な耐SSC性を確保するには0.8%以上の含有が必要となる。しかしながら、多量に含有させてもその効果は飽和すると共に、強度調整自由度が狭縮化するため、2.5%を上限とする。

【0018】Al：Alは製鋼工程で鋼を十分に脱酸するために必要であり、0.005%以上を含有させる。しかし多量に含有させるとアルミナ系介在物量が増えて、SSC感受性が高まる危険性があるため0.1%を上限とした。

【0019】Ti：Tiは、後述のBの焼入性を十分に奏効させるために含有させる。すなわち、BNの析出を防止するために、予めNをTiNとして固定する必要がある、このために0.005%以上かつN含有量の3.4倍以上を含有させる。しかしながら、多量の含有は粗大なTiNの析出を助長してSSC感受性を高めるので、0.1%を上限とした。

【0020】Nb：Nbは、その細粒化効果を通してPの粒界偏析を軽減するため耐SSC性改善に有効な元素であり、0.01%以上を含有させる。しかし、多量に含有させても細粒化効果は飽和し、むしろ炭化物粗大化による粒界強度低下によって耐SSC性が低下するため、上限を0.1%とした。

【0021】N：NはBの焼入性を阻害する不純物元素であり、可及的低レベルに抑制すべきである。コストも加味した現状精錬技術で安定的に工業生産可能な許容レベルとして0.01%を上限とした。

【0022】B：Bは著しく焼入性を改善する元素であり、本発明における焼入性確保に必須の元素である。0.0005%未満の含有では、十分な焼入性が確保できないため、これを下限含有量とした。また、0.0050%を超えて含有させても焼入性改善効果は飽和しており、むしろ炭化物の析出が顕著になって耐SSC性が劣化するため、上限含有量を0.0050%とした。

【0023】 $\alpha = Mo - 0.15YS$ ：図3に示すように、降伏強度YS (ksi) およびMo含有量 (wt%) の関数として算出される α の値が-18.1以上になると、優れた耐SSC性が得られ、-18.1を下回ると個々の成分が前記条件を満たしても、満足すべき耐SSC性が得られない。このことから、前記成分条件に加えて $\alpha \geq -18.1$ を本発明の必須要件とした。

【0024】本発明では、上記元素に加えて、必要に応じて以下のうち1種または2種以上を選択的に含有させる。

Cr：Crは焼入性を高める元素として有用であるが、Moなどの他の元素で十分な焼入性を確保できる場合には含有させる必要はない。直接焼入法で110ksi以上の降伏強度を得ようとする場合には、0.8%を超える含有は耐SSC性を劣化させるので、その上限を0.8%とした(図3参照)。

【0025】W：Wも焼入性を高め、焼戻軟化抵抗を高める作用があるが、0.01%未満ではその効果は十分でなく、0.5%を超えても効果は飽和することから、0.01~0.5%を適正含有量の範囲とした。

【0026】V：Vは焼戻軟化抵抗を高める作用があり、0.01%以上の含有で高強度化に有利であるが、多量に含有させると耐SSC性が劣化するため、0.1%を上限とした。

【0027】Zr：ZrはPの粒界偏析を抑制する作用を奏する。そのためには0.001%以上の含有が必要であるが、高価な元素であると共に多量に含有させると酸化物が増えて、SSC感受性が高まる危険性があるため、0.010%を上限とした。

【0028】Ca, Mg, REM：これらは介在物の形状を球状化して応力集中を軽減すると共に、Sを固定してSの粒界偏析を軽減する作用を有する。いずれも、0.001%未満の含有では十分な効果が得られず、多すぎると酸化物が増えてSSC感受性が高まる危険性があるため、0.010%を上限とした。

【0029】次に、本発明における製造条件について説明する。本発明では、前記の合金組成を有する鋼を転炉、電気炉などで溶製して鋳造した鋳片、もしくは鋳片を必要に応じて分塊圧延した鋼片を素材として、該素材を加熱して通常の熱間圧延方法によって、管、板、棒などの所望の形状に熱間加工を施し、最終仕上げ加工の直後にオーステナイト温度域から直接焼入を施した後、焼戻処理を行って、所望の強度に調質する。

【0030】ここで、継目無鋼管に成形する場合の熱間加工方法としては、図4に例示するような熱間穿孔連続圧延方法を採るのが通例であるが、図4の例では、最終仕上げ圧延に先立ち再加熱工程が含まれており、この再加熱工程における素管温度と図4中「最下点温度」と称した再加熱炉挿入直前の素管温度を制御することが必要となる。これら再加熱温度および最下点温度は、Nb析出物のピーニング機能を介して耐SSC性支配因子であるオーステナイト粒度に影響を与えられ、耐SSC性の観点から、図5に示すように最下点温度は900℃以下、再加熱温度は1050℃以下に設定する必要がある。再加熱温度の下限は、その後の仕上げ圧延で十分な高温を確保して最終的にAr₃点以上の焼入温度を確保するために900℃以上が必要である。

【0031】焼入のための素材温度は、 A_{r_3} 点以上が必要である。これは、 A_{r_3} 点を下回れば均一マルテンサイト組織を得ることができず、耐SSC性が低下するためである。この焼入温度を確保するために、熱間加工の最終仕上げ温度は $A_{r_3} + 50^\circ\text{C}$ 以上とするが望ましい。なお、本発明における代表的 A_{r_3} 点は 830°C 程度である。さらに、前述の如く、満足すべき耐SSC性を得るには、このオーステナイト化温度から焼き入れられた鋼材は組織均一性を有する必要がある、焼入端から最も離れた部位の硬さが焼入端直下の硬さとの比において95%以上の値を確保することが必要である。本発明の成分組成では、25mm程度の厚肉材においても所定の焼入性を確保できる。

【0032】素材の加熱温度としては、 1150°C 以上を確保する必要がある。これは、熱間加工に先立ちNbを完全に溶体化し、焼入直前のオーステナイト粒を極力細かくするために必要な処置である。加熱温度の上限は特に規定しないが、スケールロスや加熱時のオーステナイト粒成長を抑制するためには 1260°C 以下が望ましい。

【0033】焼戻の温度条件としては $660\sim 720^\circ\text{C}$ を適正範囲とした。 660°C 未満の低温条件ではYSが高くなり過ぎて前記 α が低くなってしまうため、満足すべき耐SSC性が得られない。一方、 720°C を超えると、2相領域に突入して組織均一性が崩れることによりSSC感受性が高まる危険性がある。このため、適正な焼戻温度条件として $660\sim 720^\circ\text{C}$ を設定した。

【0034】なお、前述の熱間穿孔連続圧延方法とは、プラグミル方式やマンドレルミル方式などの圧延機名称を問わず、複数圧延機を通して中実素材を穿孔・延伸していくマンネスマン方式に代表される継目無鋼管圧延方法全般を意味する。また、再加熱工程を含まない圧延方式においては、前述の最下点温度および再加熱温度に関する規定を考慮する必要がない分だけ製造が容易となるので、この場合も本発明に含むことができる。

【0035】

【実施例】表1に示す化学組成の鋼を転炉溶製し、得られた鋼片を図4に示すパターンで処理する熱間穿孔連続圧延に供し、外径244.5mm、肉厚25mmの継目無鋼管に成形し、最終仕上げ圧延後に管内外面全体を直接水冷する焼入処理を行い、焼入ままで肉厚中心部と表面直下部の硬さを測定し、両者の比を求めて焼入性を評価すると共に、引き続いて $630\sim 730^\circ\text{C}$ の温度で焼戻処理を行い、この板材の肉厚中心部より、丸棒引張試験片を採取して引張試験を実施した。

【0036】また、この焼戻し材の肉厚中心部よりNACE-TM0177-Aに規定される平行部長さ25mm、直径6.2mmの丸棒形状の硫化物割れ試験片を採取し、0.5%酢酸+5%NaClを含有し H_2S を1気圧の分圧で飽和させた 25°C の腐食溶液中において、降伏強度の80%の一定応力を付加したまま、720時間の試験を実施した。

【0037】焼入性は、肉厚中心部硬さが表面直下硬さの95%以上であれば良好と評価した。耐SSC性は720時間の試験時間中、破断しなかったものを良好と評価した。

【0038】試験結果を表2に示す。表2におけるNo. 1~12は本発明の範囲に含まれる試験結果であるが、YSで110ksiを超える高強度と優れた耐SSC性を同時に満足できる。一方、比較例No. 17から25は成分が本発明の範囲を外れるため、良好な耐SSC性が得られていない。また、成分は本発明の範囲内であるにもかかわらず、比較例No. 26, 29は α が本発明の範囲を外れており、比較例27, 28は焼戻し温度と α が本発明の範囲を外れており、比較例No. 15, 16では焼入温度が不適切であり、No. 13, 14はそれぞれ再加熱温度、最下点温度が本発明の範囲を外れているため、満足すべき耐SSC性が得られていない。

【0039】

【表1】

		(化学成分: wt%、*印はppm)																		
区 分	符 号	C	Si	Mn	P*	S*	Mo	Al	Ti	Nb	N*	B*	Ti/N	Cr	W	V	Zr*	Ca*	Mg*	REM*
本 発 明	A	0.24	0.15	0.45	81	10	0.92	0.040	0.035	0.029	70	15	5.00	0.68	0.25	0.02		21		
	B	0.19	0.16	0.33	70	25	1.00	0.029	0.031	0.019	50	13	5.20							
	C	0.20	0.15	0.33	70	13	1.25	0.029	0.031	0.019	55	13	5.64	0.21						
	D	0.20	0.21	0.13	79	25	1.41	0.036	0.075	0.021	39	7	19.23							
	E	0.15	0.25	0.08	87	16	1.80	0.038	0.021	0.031	41	38	5.12				15			15
	F	0.12	0.15	0.22	56	8	2.21	0.047	0.029	0.041	51	11	5.69							
	G	0.21	0.19	0.05	35	9	1.50	0.035	0.041	0.031	45	21	9.11	0.10				21	12	
比 例	H	0.15	0.21	0.30	62	25	1.55	0.026	0.009	0.018	65	13	<u>1.38</u>					19		
	I	0.13	0.15	0.46	135	21	<u>0.61</u>	0.032	0.040	0.036	39	20	10.26	0.78						
	J	0.15	0.16	0.33	51	18	1.40	0.040	0.034	0.034	51	<u>56</u>	6.67							
	K	0.15	0.17	0.45	<u>165</u>	14	0.83	0.032	0.033	0.036	55	15	6.00							
	L	0.20	0.15	0.33	71	16	0.83	0.031	0.031	0.039	56	13	5.54	<u>0.95</u>						
	M	0.15	0.15	<u>0.60</u>	136	13	0.82	0.033	0.035	0.029	60	12	5.83							
	N	0.19	0.14	0.46	129	<u>55</u>	0.83	0.026	0.029	0.034	78	9	3.71							
	O	0.20	0.15	0.46	110	16	0.82	0.031	0.031	0.039	56	13	5.54	<u>0.85</u>						

【注】 下線を付したものは本発明の範囲外。

【0040】

【表2】

区分	No.	成分	最下点 温度(℃)	再加熱 温度(℃)	焼入温度 ℃(>Ar ₃)	焼入性	焼戻温 度(℃)	YS (ksi)	α	S S C 試験結果
本 発 明	1	A	750	930	850	良 好	700	120	-17.18	良好
	2	B	760	930	860	良 好	710	111	-15.68	良好
	3	B	650	980	880	良 好	690	118	-16.70	良好
	4	B	760	990	880	良 好	680	122	-17.30	良好
	5	B	620	920	840	良 好	670	126	-17.90	良好
	6	C	750	930	850	良 好	690	118	-15.45	良好
	7	D	750	930	850	良 好	700	120	-16.59	良好
	8	E	750	905	840	良 好	670	131	-17.85	良好
	9	E	650	930	850	良 好	690	123	-16.65	良好
	10	F	750	930	850	良 好	680	132	-17.59	良好
	11	F	750	930	850	良 好	710	124	-16.39	良好
	12	G	750	930	850	良 好	700	124	-17.10	良好
比 較 例	13	B	750	<u>1030</u>	930	良 好	680	127	-18.05	不良
	14	H	<u>930</u>	990	850	良 好	680	127	-18.05	不良
	15	H	650	930	<u>720</u>	<u>不 良</u>	680	<u>99</u>	-13.85	不良
	16	B	760	<u>880</u>	<u>780</u>	<u>不 良</u>	680	<u>104</u>	-14.60	不良
	17	<u>H</u>	750	930	850	<u>不 良</u>	680	<u>108</u>	-14.65	不良
	18	<u>I</u>	750	930	850	良 好	660	120	-17.39	不良
	19	<u>J</u>	750	930	850	良 好	660	129	-17.95	不良
	20	<u>K</u>	750	930	850	良 好	660	121	-17.32	不良
	21	<u>L</u>	750	930	850	良 好	700	112	-15.98	不良
	22	<u>M</u>	750	930	850	良 好	660	124	-17.78	不良
	23	<u>N</u>	750	930	850	良 好	670	123	-17.62	不良
	24	<u>O</u>	750	930	850	良 好	680	120	-17.18	不良
	25	B	760	930	860	良 好	660	130	<u>-18.50</u>	不良
	26	B	750	930	850	良 好	<u>650</u>	135	<u>-19.25</u>	不良
	27	E	760	930	860	良 好	<u>640</u>	138	<u>-19.29</u>	不良
	28	F	750	930	850	良 好	660	137	<u>-18.34</u>	不良

【注】 下線を付したものは本発明の範囲外。

【0041】

【発明の効果】本発明によれば、降伏強度110ksi 以上の高強度と優れた耐SSC性を両立させた油井用鋼材をエネルギー効率に優れた直接焼入法によって得ることが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図1】焼入ままの状態における表層直下部硬さに対する肉厚中心部硬さの比と鋼材の降伏強度を指標として、耐SSC性を示したものである。

【図2】焼入性が良好な鋼を対象として、耐SSC性を

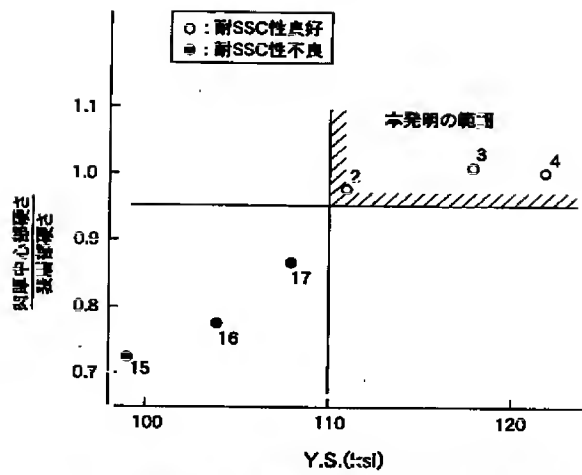
Mn含有量とYSの関係で示したものである。

【図3】焼入性が良好でMn含有量がほぼ一定の鋼を対象として、耐SSC性をYSとCr含有量の関係で示したものである。

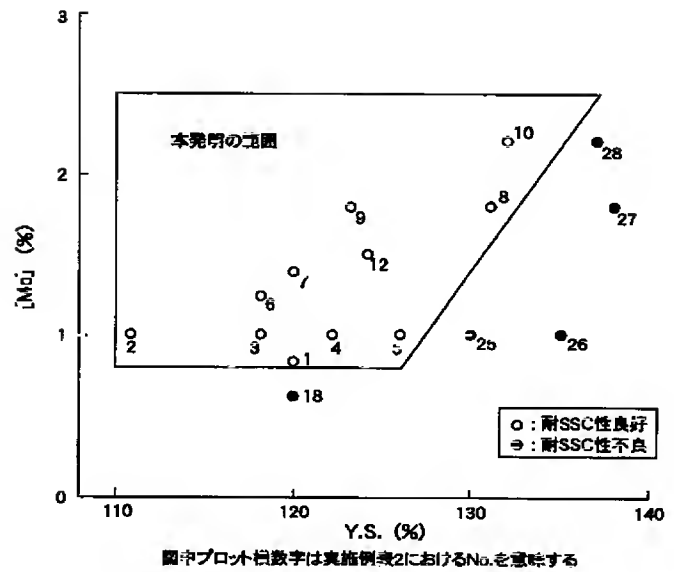
【図4】熱間穿孔連続圧延の工程を温度と時間を軸として模式的に示したものである。

【図5】マンネスマン方式の熱間穿孔連続圧延方法によって継目無鋼管を得る場合の、最下点温度と再加熱温度による耐SSC性への影響を示したものである。

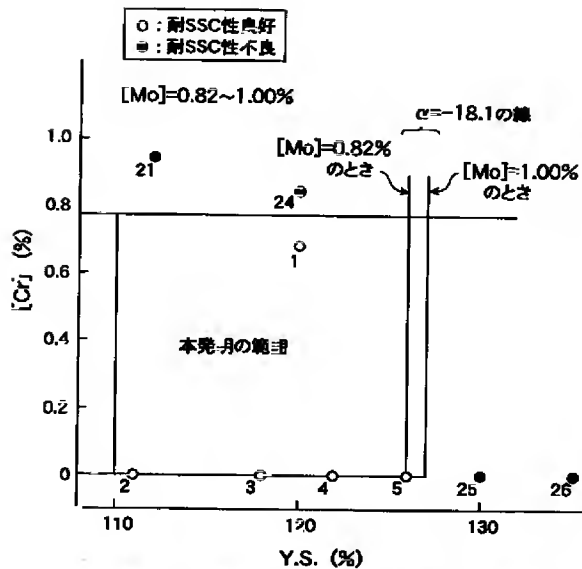
【図1】



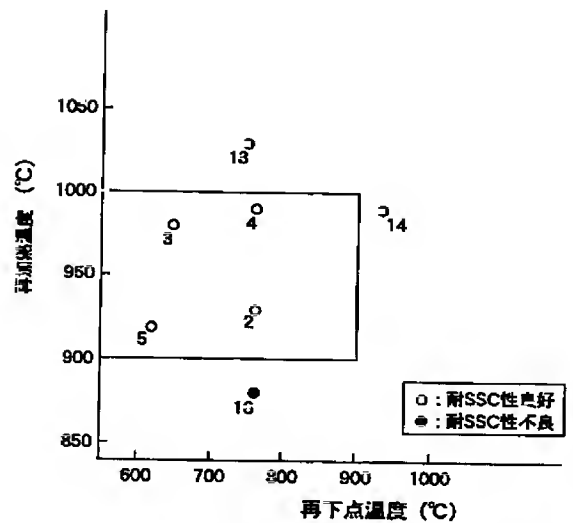
【図2】



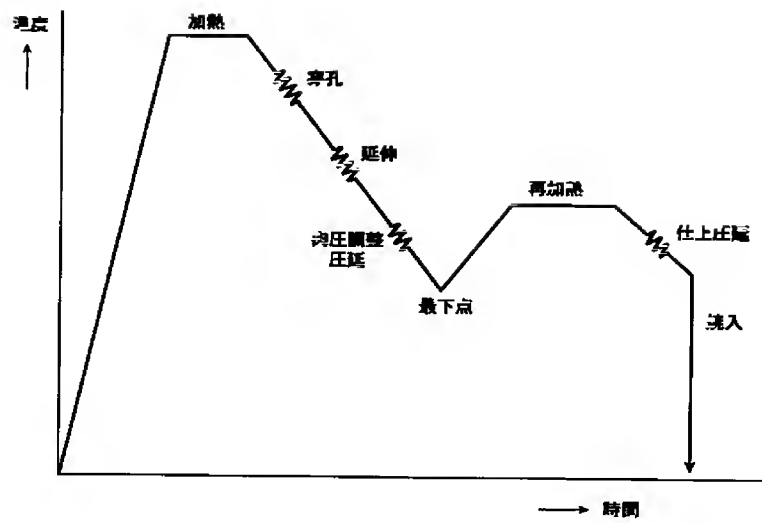
【図3】



【図5】



【図4】



フロントページの続き

Fターム(参考) 4K032 AA00 AA01 AA02 AA05 AA08
AA11 AA16 AA19 AA20 AA21
AA22 AA27 AA29 AA31 AA35
AA36 AA37 AA39 AA40 BA03
CA02 CA03 CC03 CC04 CD06
CF02